

**NON-HEAT TREATED STEEL HAVING HIGH DURABILITY RATIO AND HIGH STRENGTH,
AND ITS PRODUCTION**

Publication number: JP7316720

Publication date: 1995-12-05

Inventor: KAKIZAKI SATORU; KAMATA YOSHIHIKO; KURITA MASATO;
TOYAMA KAZUO

Applicant: SUMITOMO METAL IND

Classification:

- international: C21D8/00; C22C38/00; C22C38/24; C22C38/32; C22C38/38;
C22C38/60; C21D8/00; C22C38/00; C22C38/24; C22C38/32;
C22C38/38; C22C38/60; (IPC1-7): C22C38/00; C21D8/00;
C22C38/24; C22C38/32; C22C38/60

- European:

Application number: JP19940112679 19940526

Priority number(s): JP19940112679 19940526

[Report a data error here](#)

Abstract of JP7316720

PURPOSE: To produce a non-heat treated steel excellent in tensile strength, impact value, and durability ratio (fatigue strength/tensile strength). CONSTITUTION: The non-heat treated steel, containing 0.10-0.20% C, 0.05-1.50% Si, 0.50-2.50% Mn, 0.50-2.50% Cr, 0.05-0.50% Mo, 0.005-0.200% V, and 0.005-0.050% sol.Al and further containing, if necessary, one or ≥ 2 kinds among 0.005-0.080% Nb, 0.005-0.050% Ti, and 0.0001-0.0030% B, and/or free cutting components, is prepared. This steel has a bainitic structure in which the area ratio of pro-eutectoid ferrite is regulated to $\leq 10\%$.

Data supplied from the esp@cenet database - Worldwide

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平7-316720

(43) 公開日 平成7年(1995)12月5日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1 A			
C 2 1 D 8/00		B 7217-4K		
C 2 2 C 38/24				
38/32				
38/60				

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 7 頁)

(21) 出願番号	特願平6-112679	(71) 出願人	000002118 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
(22) 出願日	平成6年(1994)5月26日	(72) 発明者	柿崎 哲 北九州市小倉北区許斐町1番地 住友金属 工業株式会社小倉製鉄所内
		(72) 発明者	鎌田 芳彦 北九州市小倉北区許斐町1番地 住友金属 工業株式会社小倉製鉄所内
		(72) 発明者	栗田 真人 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金 属工業株式会社内
		(74) 代理人	弁理士 広瀬 章一

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高耐久比高強度非調質鋼とその製造方法

(57) 【要約】

【目的】 鍛造ままで、引張強度 900N/mm^2 以上、衝撃値 uE_{420} 50 J/cm²以上および耐久比（疲労強度／引張強度）0.50以上を有する鋼の開発。

【構成】 C : 0.10~0.20%、Si : 0.05~1.50%、Mn : 0.50~2.50%、Cr : 0.50~2.50%、Mo : 0.05~0.50%、V : 0.005 ~0.200 %、sol. Al : 0.005 ~0.050 %、さらに、必要に応じ、Nb : 0.005 ~0.080 %、Ti : 0.005 ~0.050 %、およびB : 0.0001~0.0030%のうち1種または2種以上、および／または快削成分を含み、初析フェライトの面積率が10%以下であるベイナイト組織とする。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%でC：0.10～0.20%、 Si：0.05～1.50%、 Mn：0.50～2.50%、 Cr：0.50～2.50%、 Mo：0.05～0.50%、 V：0.005～0.200%、

sol.Al：0.005～0.050%、

残部Feおよび不可避不純物から成る鋼組成を有し、初析フェライトの面積率が10%以下であるベイナイト組織から成ることを特徴とする高耐久比高強度非調質鋼。

【請求項2】 前記鋼組成が、さらに、重量%でNb：0.005～0.080%、Ti：0.005～0.050%、およびB：0.0001～0.0030%のうち1種または2種以上、を含有する請求項1記載の高耐久比高強度非調質鋼。

【請求項3】 前記鋼組成が、さらに、重量%で、Pb：0.005～0.50%、Ca：0.0001～0.0500%、Se：0.010～0.500%、Te：0.005～0.050%、Bi：0.40%以下、およびS：0.005～0.150%のうち1種または2種以上を含有する請求項1または2記載の高耐久比高強度非調質鋼。

【請求項4】 請求項1ないし3のいずれかに記載の鋼組成を有する鋼材を、950℃以上1250℃以下に加熱した後、熱間鍛造により750℃以上の仕上温度で所定形状に成形することを特徴とする高耐久比高強度非調質鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、非調質のままで高い引張強度、高い衝撃値を有し、かつ優れた疲労強度を有する高耐久比高強度非調質鋼とその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】従来、コネクティングロッド、クランク軸、ナックル等の自動車用鍛造部品には、機械構造用炭素鋼あるいは合金鋼を用い、熱間鍛造により部品形状に成形後、高い疲労強度を付与するため調質処理（焼入焼戻し処理）が行われていた。しかしながら、コスト、省力化、熱処理変形等の問題から調質処理を省略し、鍛造まま（非調質）で高い疲労強度が得られる鋼の開発が望まれている。

【0003】このような背景から、特開平4-202741号公報、特開平4-199931号公報では「疲労強度の優れた熱間鍛造品」と題する発明が提案されている。これらは、非調質のままで優れた疲労強度を有する熱間鍛造品の化学成分および熱処理条件を規定することで、フェライト・パーライト組織の非調質鋼での疲労強度の改善を図ろうとするものである。

【0004】しかし、フェライト・パーライト組織では安定した高強度、高靱性を得ることができない。そこで、安定した高強度、高靱性を有し、高い疲労強度が得られる鋼が望まれている。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】ここに、本発明の目的は、化学成分を最適化することにより鍛造ままで、より高い引張強度、高い衝撃値および高い耐久比（疲労強度／引張強度）を有する鋼およびその製造方法を提供することである。

【0006】本発明の具体的な目的は、化学成分を最適化することにより鍛造ままで、900N/mm²以上の引張強度、 uE_{20} 50 J/cm²以上の高い衝撃値および0.50以上の高い耐久比（疲労強度／引張強度）を有する鋼およびその製造方法を提供することである。

【0007】

【課題を解決するための手段】一般に、自動車用鍛造部品には、疲労強度のみならず、被削性も要求される。被削性は強度に依存するものの金属組織に強く依存し、フェライト・パーライト組織では被削性がよく、フェライト・パーライト組織の非調質鋼での疲労強度の改善が試みられている。しかし、非調質鋼において、さらなる高強度・高靱性を得るためには組織をベイナイト組織にしなければならない。そこで、ベイナイト組織の非調質鋼にて疲労強度の改善を試みた。

【0008】ベイナイト組織の疲労強度を高めるにはマイクロアロイの添加により、炭窒化物を析出させ強化する必要がある。そこで、本発明の完成に先立ち、疲労強度に及ぼす添加元素の影響を調査し、化学成分の最適化をはかった。

【0009】よって、本発明は、重量%で、C：0.10～0.20%、 Si：0.05～1.50%、 Mn：0.50～2.50%、 Cr：0.50～2.50%、 Mo：0.05～0.50%、 V：0.005～0.200%、 sol.Al：0.005～0.050%、さらに、必要に応じて、Nb：0.005～0.080%、Ti：0.005～0.050%、およびB：0.0001～0.0030%のうち1種または2種以上、および／または、Pb：0.005～0.50%、Ca：0.0001～0.0500%、Se：0.001～0.500%、Te：0.005～0.050%、Bi：0.40%以下、およびS：0.005～0.150%のうち1種または2種以上を含み、残部Feおよび不可避不純物から成る鋼組成を有し、初析フェライトの面積率が10%以下であるベイナイト組織から成ることを特徴とする高耐久比高強度非調質鋼である。

【0010】別の面からは、本発明は、上記鋼組成を有する鋼材を、950℃以上1250℃以下に加熱した後、熱間鍛造により750℃以上の仕上温度で所定形状に成形することを特徴とする高耐久比高強度非調質鋼の製造方法である。

【0011】

【作用】本発明において、鋼組成および加工処理条件を規定した理由について説明する。

C：0.10～0.20%

Cは強度を高めるのに必要な元素であり、0.10%以上含有しないと所定の強度を満足させることはできない。一方、Cを0.20%超含有させると、強度上昇効果は得られ

るが、逆に著しい靱性の劣化を招くので、0.10~0.20%とした。

【0012】Si: 0.05~1.50%

Siは固溶強化元素であり、耐久比を向上するのに効果的な合金元素である。かかる効果を得るためには少なくとも0.05%を添加する。しかしながら、過剰な添加はその効果が飽和するとともに鍛造時に表面の脱炭を促すため、1.50%以下とする。好ましくは、0.25~1.25%である。下限としては0.30%がより好ましい。

【0013】Mn: 0.50~2.50%

Mnは焼入性を向上させて、熱間鍛造後の鋼材の金属組織をベイナイト組織とするのに効果を発揮させる元素であるが、そのためには0.50%以上を含有させる。一方、2.50%を越えて含有させても、その効果は飽和するばかりか、製造コストを上昇させるため、0.50~2.50%、好ましくは1.50~2.20%とした。

【0014】Cr: 0.50~2.50%

Crは固溶強化元素であり、耐久比を向上するのに効果的な合金元素である。その効果を十分に発揮させるためには0.50%以上を含有させる。一方、2.50%を越えて含有すると靱性は低下させる。従って、0.50~2.50%をCrの成分範囲とした。好ましくは1.0~2.0%である。

【0015】Mo: 0.05~0.50%

Moは鋼に所定の焼入性を付与し、静的強度、靱性を向上させるのに有効な元素である。その効果を十分に発揮させるためには0.05%以上の含有が必要である。一方、0.50%を越えて含有しても、その効果は飽和し、経済性を損なうので0.05~0.50%とした。好ましくは、0.10~0.40%である。

【0016】V: 0.005~0.200%

Vは析出強化元素であり、耐久比を向上するのに効果的な合金元素である。その効果を十分に発揮させるためには0.005%以上を含有させる。一方、0.200%を越えて含有させても、析出強化量は飽和するので、0.005~0.200%とする。好ましくは、0.05~0.20%である。

【0017】sol. Al: 0.005~0.050%

sol. AlはSi、Mn同様、鋼の脱酸に必要な元素である。また、Al窒化物を生成し、結晶粒を微細化する効果がある。しかし、同時に、B添加による強度および靱性の向上を図るためには、Tiに加え、sol. Alを添加し、Nを固定する必要がある。それに必要な最低限の含有量は0.005%である。しかし、sol. Alは0.050%を越えて含有すると巨大なAl酸化物が生成し、疲労強度を低下させる。さらに、結晶粒が粗大化し、靱性が低下する。従って、0.005~0.050%とした。好ましくは、0.02~0.04%である。本発明の対象となる鋼組成には、必要に応じさらに強度・靱性を改善するために、Nb、Ti、Bの少なくとも1種を追加配合する。

【0018】Nb: 0.005~0.080%

Nbは熱間鍛造後の組織を均一微細なベイナイト組織に

し、ベイナイトの強度、靱性を向上させる。その効果を十分に発揮させるためには0.005%以上の含有が必要である。一方、0.080%を越えて含有しても、その効果は飽和し、経済性を損なうので、0.005~0.080%とする。

【0019】Ti: 0.005~0.050%

TiはTiNとして窒化物を生成させ、結晶粒を微細化する効果がある。また、B添加による強度・靱性の向上を図るためにはTiを添加し、窒化物を生成させNを固定する必要がある。それに必要な最低限のTi含有量は0.005%である。一方、0.050%を越えて含有させると巨大なTi窒化物が生成し、靱性を低下させるので0.005~0.050%とした。

【0020】B: 0.0001~0.0030%

Bは焼入性を向上させると同時に靱性を向上させる効果がある。その効果を十分に発揮させるためには0.0001%以上含有する必要がある。一方、0.0030%を越えて含有すると、結晶粒が粗大化し、靱性が低下するので0.0001~0.0030%を成分範囲とした。かかる追加成分のうち、Nb単独添加、またはTi+Bの同時添加がさらに好ましい。

【0021】次に、本発明の対象となる鋼組成としては、必要に応じさらに切削性を改善するために、Pb、Ca、Se、Te、BiおよびSから成る群から選んだ少なくとも1種をさらに配合してもよい。

【0022】Pb: 0.005~0.50%

Pbは切削性を向上させる元素である。その効果を十分に発揮させるためには少なくとも0.005%以上の含有が必要である。一方、0.50%を越えて含有させると疲労特性が著しく低下する。従って、0.005~0.50%とした。

【0023】Ca: 0.0001~0.0500%

CaはPb同様、切削性を向上させる元素であるが、その効果を十分に発揮させるためには、少なくとも0.0001%含有させることが必要である。一方、0.050%を越えて含有させると靱性が著しく低下する。従って、0.0001~0.0500%とした。

【0024】Se: 0.010~0.500%

Seも切削性を向上させる元素である。その効果を十分に発揮させるためには少なくとも0.010%含有させることが必要である。一方、0.500%を越えて含有させると靱性が低下する。従って、0.010~0.500%とした。

【0025】Te: 0.005~0.050%

Teも切削性を向上させる元素である。その効果を十分に発揮させるためには少なくとも0.005%含有させることが必要である。一方、0.050%を越えて含有させると靱性が低下する。従って、0.005~0.050%とした。

【0026】Bi: 0.40%以下

BiもTe、Se同様、切削性を向上させる元素である。しかし、0.40%を超えて添加すると、靱性を低下させる。従って、上限を0.40%とする。

【0027】S: 0.005 ~ 0.150 %

SはMnSとして被削性を向上させる働きがあると同時に結晶粒を微細化、靱性を向上させる働きがあり、0.005 %以上、好ましくは0.03%以上含有させる。一方、0.150 %を越えて含有させると巨大なMnSが生成し、疲労特性を低下させる。従って、0.005 ~ 0.150 %、好ましくは0.03~0.150 %とした。

【0028】本発明によれば、かかる鋼組成を有する鋼は、初析フェライトの面積率が10%以下であるベイナイト組織として使用するが、これはベイナイト組織とする10ことで、従来のフェライト・パーライト組織と比較して、安定して高強度、高靱性、そして高い疲労強度を得ようとするためである。しかも、初析フェライトの面積率を10%以下に制限することで、高強度・高靱性の一層の改善を図るのである。

【0029】本発明にかかる鋼は、一般に熱間鍛造などの成形手段によって所定形状に成形されて使用に供されるが、その際の熱間鍛造は、一般に本発明にかかる鋼は棒鋼の形態で用いられることが多いため、例えばプレスによる型鍛造などによって行う。しかし、特定のものに20制限されることはない。

【0030】ここで、本発明にかかる前述の鋼組成を用いることで、所定形状に成形するとともに、初析フェライトの面積率が10%以下であるベイナイト組織を実現する加工熱処理条件について説明する。

【0031】加熱温度: 950 ~ 1250℃

950℃未満の加熱だと、添加元素が鋼中に十分に固溶せず所定の強度・靱性が得られない。一方、1250℃超の加熱になると、添加元素が飽和状態となり、種々の添加元素の効果が得られない。従って、950 ~ 1250℃に限定する。好適加熱温度は、1100~1200℃である。30

【0032】仕上温度: 750 °C以上

加熱後、熱間鍛造によって所定の形状に成形するが、その際、所定の強度・靱性を得るため初析フェライトの面積率が10%以下であるベイナイト組織にする必要がある。そのためには、前述の鋼組成の場合には、750 °C以上の仕上温度にする必要がある。750 °C未満になると、初析フェライトの面積率が10%超となり、強度が著しく低下する。従って、750 °C以上とする。好ましくは、850 °C以上である。換言すれば、ベイナイト組織中の初析40フェライト量は仕上温度を変えることで調節できる。前

述のように、鍛造その他による成形手段、条件は特定のものに制限されない。成形完了後は、そのまま空冷することでベイナイト組織が得られ、初析フェライト+ベイナイト組織により、980 N/mm² 以上という高強度、 σ_E 50 J/cm² 以上という高靱性、そして耐久性 0.5以上という高い疲労強度が実現されるのである。

【0033】

【実施例】表1および表2に示す各化学成分の鋼を大気溶製し、得られた鋳片を950 °C以上1250℃以下に加熱した後、熱間鍛造プレスによる熱間鍛造により750 °C以上の仕上温度で直径30mm丸棒に成形し、放冷して初析フェライトの面積率が10%以下のベイナイト組織とした。

【0034】図1は、供試材No.15 について仕上温度だけを種々変更してそのときの初析フェライト面積率(%)を調べた結果を示すグラフである。仕上温度750 °C以上とすることによって初析フェライト面積率10%以下を実現できることが分かる。

【0035】次いで、それらのシミュレーション熱間鍛造材の中心部からJIS 4号の引張試験片とR/2部からJIS 3号シャルピー試験片を製作して機械的性質を調査した。また、疲労試験は平行部直径8mmの小野式回転曲げ試験片を採取し繰り返し速度50Hzにて疲労試験を行った。

【0036】なお、疲労限度は破断繰り返し数10⁷ となる応力振幅と定義した。表3および表4にこれらの試験結果を熱間鍛造条件とともに示す。表3および表4にまとめて示す結果から明らかなように、本発明にかかる鋼は引張強度、衝撃値が共に優れており、高強度、高靱性を有している。さらに、本発明の目的である疲労強度も高い。耐久比は0.5 以上であった。

【0037】一方、比較例として挙げた鋼組成の中でC、Mn、Cr、B、Ti、sol. Alが本発明の規定値よりも高目に外れたものは衝撃特性が劣り、低目に外れたものは強度が低下してしまう。また、Si、Cr、Vが同じく規定値よりも低目に外れたものは疲労特性が劣る。十分な引張強度を有し、十分な疲労強度を得たことを知るためのパラメーター。同じ引張強度レベルで、疲労強度の大小をはかるため耐久比(疲労強度/引張強度)が必要である。

【0038】

【表1】

鋼 No.	成 分 組 成 (mass%)																備 考
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	sol. Al	Nb	Ti	B	Pb	Ca	Se	Te	Bi	S	
1	0.19	0.69	1.83	0.91	0.12	0.098	0.013	—	—	—	—	—	—	—	—	—	本 発 明 鋼
2	0.17	0.79	1.86	1.32	0.32	0.012	0.008	—	—	—	—	—	—	—	—	—	
3	0.13	0.82	1.69	1.18	0.30	0.150	0.032	—	—	—	—	—	—	—	—	—	
4	0.15	1.23	1.52	1.52	0.35	0.134	0.025	—	—	—	—	—	—	—	—	—	
5	0.14	0.69	1.63	1.03	0.32	0.164	0.029	—	—	—	0.070	—	—	—	—	—	
6	0.17	0.72	1.59	1.14	0.34	0.182	0.039	—	—	—	0.153	—	—	—	—	0.056	
7	0.15	0.82	1.64	1.12	0.32	0.150	0.025	—	—	—	0.113	—	0.025	—	—	0.034	
8	0.16	0.52	2.04	0.93	0.21	0.083	0.046	—	—	—	0.007	0.0430	0.042	0.009	0.15	0.045	
9	0.11	0.98	0.52	2.49	0.11	0.183	0.043	—	0.032	0.0029	0.073	—	—	—	—	—	
10	0.18	0.62	1.79	1.12	0.32	0.152	0.013	—	0.023	—	—	—	—	0.008	—	0.033	
11	0.13	0.69	1.63	1.23	0.19	0.183	0.005	—	—	0.0027	—	—	—	—	0.20	—	
12	0.15	0.59	1.24	2.34	0.17	0.053	0.024	—	0.025	—	0.078	—	0.043	—	—	—	
13	0.19	1.47	2.43	0.83	0.24	0.069	0.047	—	0.012	0.0026	—	0.0003	—	0.008	—	—	
14	0.13	0.47	2.03	1.12	0.19	0.143	0.007	—	0.036	0.0027	—	—	0.011	—	—	—	
15	0.16	0.51	2.03	0.91	0.19	0.079	0.049	0.037	—	—	0.006	0.0450	0.046	0.007	0.15	0.049	
16	0.12	0.09	2.49	0.53	0.06	0.200	0.005	0.079	0.039	0.0029	0.082	—	—	—	—	—	
17	0.11	0.97	0.53	2.47	0.10	0.007	0.046	0.076	0.032	0.0021	—	0.0009	—	—	—	0.069	
18	0.19	0.29	1.64	1.23	0.49	0.135	0.032	—	0.018	0.0019	—	—	0.025	—	—	0.081	
19	0.18	0.69	1.72	1.19	0.31	0.162	0.012	0.032	—	—	—	—	—	0.008	—	0.032	
20	0.14	0.45	1.68	1.53	0.21	0.098	0.006	0.012	0.023	0.0016	—	—	—	—	—	—	
21	0.13	0.61	1.64	1.36	0.19	0.182	0.007	—	—	0.0024	—	—	—	—	0.20	0.036	
22	0.15	0.42	1.58	1.53	0.11	0.007	0.036	—	0.016	—	0.426	—	—	—	—	—	
23	0.16	0.58	1.24	2.38	0.15	0.056	0.023	0.037	0.025	0.0026	0.078	—	0.042	—	—	0.071	
24	0.17	1.03	1.91	0.93	0.32	0.032	0.012	0.069	—	—	—	—	—	0.049	—	0.043	

【0039】

* * 【表2】

鋼 No.	成 分 組 成 (mass%)																備 考
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	sol. Al	Nb	Ti	B	Pb	Ca	Se	Te	Bi	S	
25	0.19	1.47	2.45	0.89	0.25	0.069	0.046	0.032	0.012	0.0026	—	0.0005	—	0.007	—	0.083	本 発 明 鋼
26	0.11	0.51	1.93	1.12	0.21	0.045	0.032	—	0.032	—	—	—	0.011	—	0.30	0.056	
27	0.13	0.46	2.03	1.13	0.19	0.132	0.009	0.019	0.038	0.0028	—	—	—	—	—	—	
28	0.16	0.63	2.06	0.98	0.29	0.123	0.049	0.032	—	—	—	—	—	—	—	0.032	
29	0.19	0.69	1.83	0.91	0.12	0.098	0.013	0.026	0.022	0.0008	—	—	—	—	—	0.054	
30	0.17	0.79	1.86	1.32	0.32	0.012	0.008	—	—	0.0026	—	—	—	—	—	0.049	
31	0.13	0.82	1.69	1.18	0.20	0.150	0.032	0.032	0.025	—	—	—	—	—	—	0.140	
32	0.15	1.23	1.52	1.52	0.35	0.134	0.025	0.026	0.039	—	—	—	—	—	—	0.082	
33	0.14	0.69	1.63	1.03	0.32	0.164	0.029	0.022	—	0.0031	—	—	—	—	—	0.045	
34	0.17	0.72	1.59	1.14	0.34	0.182	0.039	0.025	—	0.0015	—	—	—	—	—	0.055	
35	0.15	0.62	1.64	1.12	0.32	0.150	0.025	—	0.028	0.0034	—	—	—	—	—	0.049	
36	0.06	0.43	1.82	1.21	0.10	0.013	0.005	—	0.023	0.0029	—	—	—	—	—	0.032	
37	0.27	0.29	1.67	1.12	0.10	0.012	0.049	—	—	—	—	—	—	0.009	—	0.034	
38	0.15	0.02	2.18	1.12	0.11	0.084	0.013	0.018	0.026	0.0022	—	—	—	—	—	0.036	
39	0.19	1.73	1.95	1.21	0.11	0.083	0.016	0.016	0.022	0.0023	0.070	—	—	—	—	0.042	
40	0.13	0.31	0.32	1.18	0.10	0.014	0.018	—	—	—	—	—	—	—	—	—	
41	0.18	0.29	2.89	1.26	0.11	0.012	0.023	—	—	—	—	—	—	—	0.25	0.046	
42	0.17	0.29	1.64	1.12	0.10	0.086	0.016	0.016	0.023	0.0026	—	—	—	—	—	0.163	
43	0.15	0.35	1.52	0.36	0.10	0.014	0.021	—	—	—	—	—	—	—	—	—	
44	0.16	0.26	1.48	2.96	0.10	0.085	0.022	0.017	0.022	0.0021	—	—	—	—	—	0.032	
45	0.16	0.32	1.85	1.13	0.01	0.013	0.019	—	0.021	0.0022	0.112	—	—	—	—	0.048	
46	0.19	0.34	1.96	1.12	0.62	0.082	0.033	0.019	0.026	0.0024	—	0.0002	—	—	—	0.036	
47	0.13	0.36	1.89	1.12	0.11	0.068	0.031	0.026	—	—	—	—	0.046	—	—	—	
48	0.16	0.36	1.59	1.24	0.10	0.084	0.063	—	—	—	—	—	—	—	—	—	
49	0.15	0.31	1.63	1.16	0.10	0.085	0.007	—	0.026	0.0023	—	—	—	—	0.15	0.035	
50	0.17	0.34	1.59	1.16	0.11	—	0.026	0.027	0.023	0.0024	—	—	—	—	—	0.052	
51	0.14	0.54	1.87	1.12	0.11	0.231	0.032	0.026	0.022	0.0025	—	—	—	—	—	0.048	

【0040】

【表3】

機 械 的 性 質

鋼 No	加熱温度 (°C)	仕上温度 (°C)	初折フライト 量 (面積%)	T S (N/mm ²)	U _{E+20} (J/cm ²)	U _{E-50} (J/cm ²)	σ_w (N/mm ²)	耐久比	備 考
1	950	850	6	1043	69.8	32.4	529	0.51	本 発 明 鋼
2	950	750	9	991	87.3	34.6	503	0.51	
3	1050	850	6	1018	63.2	29.4	512	0.50	
4	1250	750	9	1023	78.9	33.2	516	0.50	
5	1150	850	6	999	61.3	32.1	507	0.51	
6	1150	750	10	1002	63.9	31.2	510	0.51	
7	1250	750	9	1013	62.4	43.2	524	0.52	
8	950	850	6	983	91.3	32.4	503	0.51	
9	950	750	9	1092	70.9	31.9	572	0.52	
10	1000	850	7	1043	81.3	20.9	549	0.53	
11	1050	850	6	1129	59.2	23.5	559	0.50	
12	1100	850	6	1023	73.9	29.3	512	0.50	
13	1150	750	10	1083	58.3	29.4	554	0.51	
14	1200	750	10	989	52.3	32.4	529	0.53	
15	950	850	6	999	96.0	35.3	509	0.51	
16	950	800	8	1009	95.1	34.3	545	0.54	
17	950	750	9	1107	73.5	36.3	587	0.53	
18	1000	750	9	1029	70.6	23.5	524	0.51	
19	1000	850	7	1058	87.2	25.5	561	0.53	
20	1050	750	10	1117	59.2	23.5	569	0.51	
21	1050	850	6	1136	61.7	26.5	568	0.51	
22	1100	750	9	989	57.8	30.4	515	0.52	
23	1100	850	6	1029	79.4	31.4	525	0.51	
24	1150	850	6	1038	81.3	30.4	529	0.51	
25	1150	750	10	1097	63.7	33.3	559	0.51	
26	1200	850	7	1029	87.2	28.4	535	0.52	
27	1200	750	10	1009	51.9	34.3	525	0.52	
28	1250	750	9	1078	70.6	35.3	550	0.51	
29	1250	800	7	1058	76.4	34.3	540	0.51	
30	1250	850	6	999	90.2	32.7	509	0.51	
31	1250	800	7	1023	65.4	28.4	513	0.50	
32	1250	800	7	1029	82.3	26.4	520	0.51	
33	1250	800	8	990	72.3	33.3	509	0.51	
34	1250	800	7	1003	72.3	29.2	510	0.51	
35	1200	850	6	1012	74.5	53.4	534	0.53	

【0041】

* * 【表4】
機 械 的 性 質

鋼 No	加熱温度 (°C)	仕上温度 (°C)	初折フライト 量 (面積%)	T S (N/mm ²)	U _{E+20} (J/cm ²)	U _{E-50} (J/cm ²)	σ_w (N/mm ²)	耐久比	備 考
36	950	700	11	852	102.3	10.8	417	0.49	比 較 鋼
37	950	750	10	1127	40.2	10.8	507	0.45	
38	900	700	12	983	50.3	16.3	422	0.43	
39	950	750	10	1019	41.2	10.8	519	0.51	
40	1300	700	12	832	62.3	21.7	407	0.49	
41	950	750	10	1138	37.2	10.8	489	0.43	
42	900	750	10	962	34.3	21.6	423	0.44	
43	950	750	10	843	61.6	22.7	404	0.48	
44	1300	750	10	1127	38.2	18.3	507	0.45	
45	950	750	10	952	25.5	12.1	428	0.45	
46	950	750	10	998	64.3	28.6	449	0.45	
47	1300	700	13	932	21.4	14.5	419	0.45	
48	900	700	11	952	19.8	10.4	400	0.42	
49	950	700	12	973	19.2	9.2	428	0.44	
50	1200	750	10	952	28.9	15.8	419	0.44	
51	950	700	13	953	18.3	13.4	419	0.44	

【0042】次に、鋼No. 20 を基本組成として、これに 50 各快削元素を添加したときの工具寿命を評価した。結果

は一般的傾向として図2～図4にグラフで示す。いずれの快削元素であっても快削性の改善がみられる。なお、切削試験条件は次の通りであった。

【0043】試験条件:

工具: P20、切込み=2.0 mm、切削速度 $V=100\text{m/min}$ 、乾式

$V_b=0.2\text{ mm}$: フランク摩耗が0.2 mmに達するまでの切削時間

【0044】

【発明の効果】以上詳述したように、本発明によれば、非調質鋼として高強度、高靱性を有し、高い耐久比を実現できるクランク軸、コネクティングロッド、ナックル*

* などの熱間鍛造部品が容易に製造でき、実用上からの本発明の意義は極めて高い。

【図面の簡単な説明】

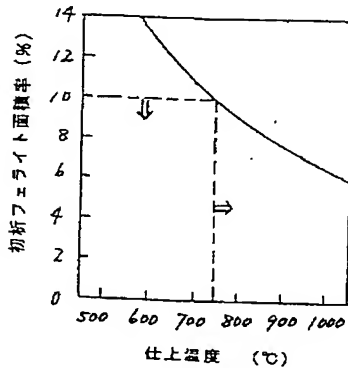
【図1】 仕上温度と初析フェライト量との関係を示すグラフである。

【図2】 S含有量と工具寿命との関係を示すグラフである。

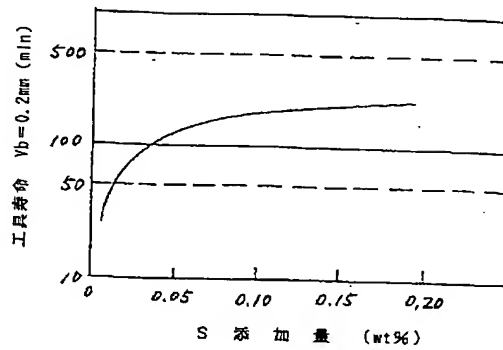
【図3】 Bi、Pb、Seの各含有量と工具寿命との関係を示すグラフである。

【図4】 Ca、Teの各含有量と工具寿命との関係を示すグラフである。

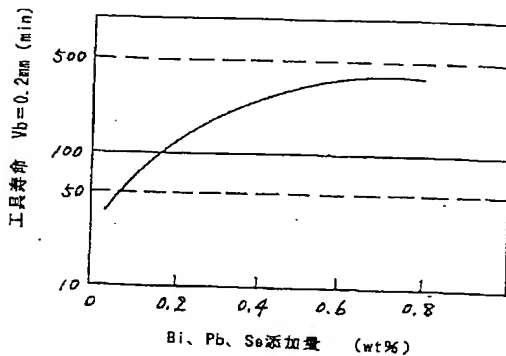
【図1】



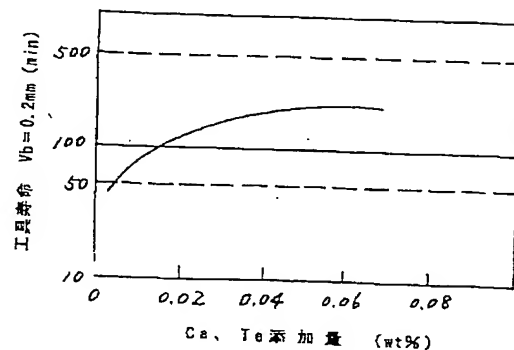
【図2】



【図3】



【図4】



フロントページの続き

(72)発明者 外山 和男

大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内

Family list

2 family member for: **JP7316720**

Derived from 1 application

[Back to JP7316](#)

- 1 NON-HEAT TREATED STEEL HAVING HIGH DURABILITY RATIO AND HIGH STRENGTH, AND ITS PRODUCTION**
Inventor: KAKIZAKI SATORU; KAMATA YOSHIHIKO; (+2) **Applicant:** SUMITOMO METAL IND
EC: **IPC:** C21D8/00; C22C38/00; C22C38/24 (+14)
Publication info: **JP2888135B2 B2** - 1999-05-10
JP7316720 A - 1995-12-05

Data supplied from the **esp@cenet** database - Worldwide